

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 07-034208

(43)Date of publication of application : 03.02.1995

(51)Int.Cl.

C22F 1/047

C22C 21/06

(21)Application number : 05-200125

(71)Applicant : MITSUBISHI ALUM CO LTD

(22)Date of filing : 21.07.1993

(72)Inventor : SAITO HIROSHI  
KOMIYAMA YOSHINOBU  
OHORI KOICHI

## (54) PRODUCTION OF ALUMINUM ALLOY SHEET EXCELLENT IN FORMABILITY

(57)Abstract:

PURPOSE: To produce a high strength Al alloy sheet excellent in formability by subjecting an Al alloy, having a composition which contains specific amounts of Mg, Cu, Mn, and Ti and where the contents of Fe and Si are controlled, to cold rolling, process annealing, and final annealing under respectively specified conditions.

CONSTITUTION: An Al alloy, having a composition which contains, by weight, 4-6% Mg, 0.1-0.3% Cu, and 0.05-0.10% Mn and/or 0.02-0.10% Ti as essential components and further contains, if necessary, 0.0001-0.005% B and/or 0.0001-0.005% Be and further 0.1-0.6% Zn and where the contents of Fe and Si as impurities are controlled to 0.05-0.20% and 0.03-0.15%, respectively, is hot-rolled. The resulting hot rolled plate is subjected to primary cold rolling at  $\geq 50\%$  cold draft. The resulting sheet is heated rapidly to 450-540° C, held for  $\leq 30$ sec, and cooled rapidly to undergo process annealing. After secondary cold rolling at 5-14% cold draft, the Al alloy sheet is heated rapidly to 450-540° C, held for  $\leq 30$ sec, and cooled rapidly to undergo final annealing.

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平7-34208

(43) 公開日 平成7年(1995)2月3日

(51) Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 F 1/047				
C 2 2 C 21/06				

審査請求 未請求 請求項の数 2 F D (全 7 頁)

(21) 出願番号	特願平5-200125	(71) 出願人	000176707 三菱アルミニウム株式会社 東京都港区芝2丁目3番3号
(22) 出願日	平成5年(1993)7月21日	(72) 発明者	斉藤 洋 静岡県裾野市平松85番地 三菱アルミニウム株式会社内
		(72) 発明者	込山 慶信 静岡県裾野市平松85番地 三菱アルミニウム株式会社内
		(72) 発明者	大堀 紘一 静岡県裾野市平松85番地 三菱アルミニウム株式会社内
		(74) 代理人	弁理士 横井 幸喜

(54) 【発明の名称】 成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法

(57) 【要約】 (修正有)

【目的】 良好な成形性が要求される自動車用ボディ材に好適なアルミニウム合金板材を提供する。

【構成】 特定組成のアルミニウム合金を熱間圧延し、冷間加工率を50%以上に制御した第1の冷間圧延を行い、さらに450～540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する中間焼鈍を行なった後、冷間加工率を5～14%に制御した第2の冷間圧延を行い、その後450～540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する最終焼鈍を行なう。

【効果】 深絞り性、張出し性ともに非常に優れた高強度アルミニウム合金板が得られる。自動車用ボディ材などの厳しい成形性が求められる用途にも使用でき、車両などの軽量化が可能になる。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%でMg:4~6%、Cu:0.1~0.3%と、Mn:0.05~0.10%またはTi:0.02~0.10%の1種または2種とを必須成分として含有し、かつ不純物として含有するFeおよびSi量をそれぞれ、Fe:0.05~0.20%、Si:0.03~0.15%に規制し、さらに必要に応じて、B:0.0001~0.005%、Be:0.0001~0.005%の1種または2種を含有するアルミニウム合金からなる成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法であって、

熱間圧延後、冷間加工率を50%以上に制御した第1の冷間圧延を行い、さらに450~540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する中間焼鈍を行なった後、冷間加工率を5~14%に制御した第2の冷間圧延を行い、その後450~540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する最終焼鈍を行なうことを特徴とする成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法

【請求項2】 アルミニウム合金の成分として、さらに重量%で、Zn:0.1~0.6%含有することを特徴とする請求項1記載の成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 この発明は、良好な成形性が要求される自動車用ボディ材などに適したアルミニウム合金板の製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】 従来、自動車用ボディ材においては、車両の軽量化のために、アルミニウム材の使用が検討されており、一部において高強度の成形加工用Al-Mg系合金を用いたボディ材が提案され、また実用化されている。ところで、自動車用ボディ材の成形加工では、過酷な成形条件が課せられるため、その材料には深絞り性を含めて成形性に優れていることが必要とされる。

【0003】 ボディ材では、成形性として深絞り性が重視されており、その評価方法として、いわゆるランクフォード値(r値)が用いられている。ランクフォード値は、引張試験における幅方向歪 $\epsilon_w$ と厚方向歪 $\epsilon_t$ との比 $\epsilon_w/\epsilon_t$ の値をいうものであるが、圧延方向に対し0°、45°、90°のランクフォード値の $r_0$ 、 $r_{45}$ 、 $r_{90}$ の重み平均r値(次式)が指標としてよく用いられている。以下で述べるランクフォード値は、このr値をいうものである。

$$r = (r_0 + 2r_{45} + r_{90}) / 4$$

一般に、成形加工用アルミニウム合金板は、成形加工用鋼板に比べてランクフォード値が低く、深絞り性に劣っているため、このランクフォード値を高めたアルミニウム合金板の開発が進められている。

【0004】 例えば、特開平3-271349号や特開

平4-301055号には、アルミニウム合金板のr値を向上させるため、2つの冷間加工工程の間に中間焼鈍を施し、さらに、これら冷間加工における加工率を制御する方法が示されている。具体的には、特開平4-301055では、得られた鋳塊を熱間圧延後、加工度50%以上の冷間圧延を施した後、280℃以上440℃未満で30分以上12時間未満の中間焼鈍を施し、さらに10%以上50%未満の加工度の冷間圧延を施し、最終熱処理に供している。また、特開平3-271349号では、中間焼鈍後の冷間圧延を圧延率15~40%で行なうことが示されている。

## 【0005】

【発明が解決しようとする課題】 しかし、前記した製造方法では、ランクフォード値を0.7もしくは0.75以上にすることを目的としており、自動車用ボディ材として良好な深絞り性を得るためには、さらに高いランクフォード値(例えば0.85以上)を得ることが望ましい。また、前記各製造方法では、中間焼鈍後の冷間圧延率が下限より少ないと最終熱処理時に結晶粒が粗大化して、成形性が低下し、またr値も低くなることが述べられている。

【0006】 しかし、これに反して、本願発明者は、ボディ材に用いるアルミニウム合金の組成を適正に選定することにより、最終焼鈍後のr値は中間焼鈍後の冷間加工度が低くなるほど高くなるという結果を得た。ところがこの方法では、r値が高くなっても、必ずしも深絞り性は向上せず、逆に低下することが有り、また張出し性も低下して、総合的な成形性が低下する場合が多かった。この原因としては、上記製造方法にも示されているように、結晶粒が粗大化しやすいことが、関係していると考えられた。本願発明者はさらに研究を進めた結果、組成の選定に加え、さらに焼鈍条件を制御することにより、0.85以上のランクフォード値が達成されて、良好な深絞り性が確保されるとともに、張出し性にも優れたアルミニウム合金板を得ることができる製造方法を見出し、本発明を完成するに至ったものである。

## 【0007】

【課題を解決するための手段】 すなわち、本願発明は、重量%でMg:4~6%、Cu:0.1~0.3%と、Mn:0.05~0.10%またはTi:0.02~0.10%の1種または2種とを必須成分として含有し、かつ不純物として含有するFeおよびSi量をそれぞれ、Fe:0.05~0.20%、Si:0.03~0.15%に規制し、さらに必要に応じて、B:0.0001~0.005%、Be:0.0001~0.005%の1種または2種を含有するアルミニウム合金からなる成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法であって、熱間圧延後、冷間加工率を50%以上に制御した第1の冷間圧延を行い、さらに450~540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する中間焼鈍を行なった

後、冷間加工率を5～14%に制御した第2の冷間圧延を行い、その後450～540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する最終焼鈍を行なうことを特徴とする。

【0008】なお、上記アルミニウム合金の成分として、さらに重量%で、Zn:0.1～0.6%含有させることができる。また、中間焼鈍および最終焼鈍については、急速加熱時の200～450℃までの平均加熱速度を10℃/秒以上、急冷時の200℃以下までの平均冷却速度を20～100℃/秒とするのが望ましい。

【0009】

【作用】本願発明によれば、ランクフォード値で0.9以上、LDRが2.10以上、エリクセン値で9.7以上の値を有し、深絞り性、張出し性ともに優れた成形性の良好なアルミニウム合金板を得ることができる。次に、本発明におけるアルミニウム合金の成分の限定理由、製造条件の限定理由について述べる。

【0010】【化学成分】

Mg:4～6%

Mgは合金の加工硬化性を高くし、張出し性を向上させる。さらにこの結果引張強さと耐力との差を大きくし、深絞り性の向上にも寄与する。これらの効果を十分に得るために、4%以上の含有が必要である。なお、Mg含有量は高い程、高いr値が得られるが、6%を越えて含有させても効果はそれ以上増加せず、一方熱間圧延性が著しく低下するのでMg含有量を4～6%に限定した。

【0011】Cu:0.1～0.3%

Cuは成形加工および塗装処理後の焼付け工程における加熱による成形加工品の軟化を防止する。さらにMgと同様、加工硬化性を高くし、張出し性を向上させ、引張強さと耐力との差を大きくして、深絞り性の向上に寄与する。さらに、r値をより一層高める効果を有し、かつ最終焼鈍後の結晶粒の粗大化を防止する。これら効果を得るためには0.1%以上の含有が必要である。しかし、0.3%を越えて含有させると、張出し性が低下する。この理由は、高温での焼鈍を行なっても、熱間圧延時などに析出したCuが完全に溶体化されず、金属間化合物として残存するためと考えられる。以上の点からCu含有量を0.1～0.3%に限定した。

【0012】Mn:0.05～0.10%

Ti:0.02～0.10%

両元素はいずれも、アルミニウム合金板のr値をより一層高める効果を有し、さらに最終焼鈍後の結晶粒の粗大化を防止するので1種以上を添加する。これら効果を得るためには、Mnでは0.05%、Tiでは0.02%以上の含有が必要である。しかし、いずれも0.10%を越えて含有させると、形成される金属間化合物の量が多くなって、成形性、特に張出し性が著しく低下するので、含有量を上記範囲に限定した。なお、Tiを0.02%以上添加する場合は、後述する鋳塊の結晶粒の微細

化のための添加方法とは異なり、添加後、鋳塊するまでに十分な保持時間を取り、完全に溶解させる必要がある。

【0013】Zn:0.1～0.6%

Znは磷酸亜鉛処理性を向上させるため所望により添加する。必要な効果を得るためには0.1%以上の添加が必要であり、一方、0.6%を越えて添加すると、Cuと同様張出し性を低下させる。この理由としては、第1にCuと同様溶体化されずに金属間化合物として残存するため、第2に常温時効硬化性を付与するため、常温放置中に硬化するためと考えられる。以上の理由からZnの含有量を0.1～0.6%に限定した。

【0014】Fe:0.05%～0.20%

Si:0.03～0.15%

これらはいずれも不可避不純物としてアルミニウム地金中に含まれる成分であるが、それぞれの上限を越えて含有していると、いずれも金属間化合物を形成して張出し性を著しく損なう。しかし含有量が少なすぎると、最終焼鈍後の結晶粒が粗大化しやすくなるので、それぞれ上記範囲に限定した。

B:0.0001～0.005%

Be:0.0001～0.005%

Bは鋳塊の結晶粒を微細化するためAl-Ti-B母合金として、常法に従い鋳造の直前に必要に応じて添加する。したがって、Al-Ti-B母合金中の金属間化合物は、鋳造される前に完全に溶解しないため、添加量が多すぎると張出し性を害する。したがって、鋳造直前に添加するTi、B量はそれぞれ0.015%、0.005%以下とする必要がある。Beは鋳造時や均質化処理時の酸化防止のため必要に応じて添加する。しかし、いずれも添加量が多すぎると、張出し性を害するので上限を定めた。

【0015】【鋳造および均質化処理】本発明のアルミニウム合金鋳塊の製造には、常法にしたがって半連続鋳造法(DC鋳造法)を適用できる。また、熱間圧延を行なう前に、成形性向上および結晶粒を安定化させる目的で約480～520℃の温度範囲で8～24時間の均質化処理を行なうことが望ましい。均質化処理の温度は480℃未満では十分な均質化効果が期待できず、また520℃を越える温度では巨大再結晶の成長があることから480～520℃の範囲が望ましい。

【0016】【熱間圧延、第1の冷間圧延】熱間圧延は常法に従って行い、その後第1の冷間圧延を行ってから中間焼鈍を施す。第1の冷間圧延における圧延率を50%以上とすることにより、中間焼鈍において結晶粒が粗大化するのを防止する。この圧延率が50%未満であると、結晶粒が著しく粗大なものとなり、ランクフォード値が低下してしまうので、50%以上の圧延率が必要となる。なお、同様の理由で、圧延率を60～90%とするのが望ましい。

【0017】〔中間焼鈍〕中間焼鈍を急速加熱、短時間保持、急冷で行なうことにより、結晶粒の粗大化を招くことなく、 $r$  値を向上させることができ、この中間焼鈍を450℃以上の高温で行なうことにより、添加元素や不純物元素の溶体化を促進し、張出し性を向上させることが出来る。一方、450℃未満の低温で焼鈍する場合には、熱間圧延時に形成された金属間化合物が粗大・凝集化するため、最終焼鈍を高温で行なっても、溶体化することが難しくなり、張出し性が低下するので450℃以上とすることが必要である。また540℃を越えて加熱すると、結晶粒の粗大化を招き、またアルミニウム合金の融点に近いため炉内破断のおそれがある。以上より、中間焼鈍の加熱温度を450～540℃の限定した。

【0018】この温度に昇温させるまでの加熱速度は、10℃/秒以上とするのが望ましい。この範囲で急速加熱することにより結晶粒微細化の効果があるためである。一方、10℃/秒未満では、結晶粒が粗大になるので、上記範囲が望ましい加熱速度である。上記温度に加熱した後の保持時間は、上記のとおり30秒以内であるが、これは、30秒を越えて保持すると、結晶粒が粗大になるためである。また、所定温度に保持した後の急冷では、20～100℃/秒の冷却速度で冷却するのが望ましい。この範囲で急冷することにより結晶粒微細化の効果がある。一方、20℃/秒未満では、結晶粒が粗大になり、また100℃/秒を越えると板の形状が悪化するので、上記範囲が望ましい冷却速度である。

【0019】〔第2の冷間圧延〕中間焼鈍後の第2の冷間圧延における冷間加工率を、5～14%に限定することにより結晶粒の粗大化を招くことなく $r$  値を向上させることができる。冷間加工率が5%未満であると、最終焼鈍処理で結晶粒の粗大化を招き、成形性が低下する。また、14%を越えるとランクフォード値が低下するため、上記範囲に限定する。なお、より好ましい冷間加工率は6～14%である。

【0020】〔最終焼鈍処理〕最終焼鈍処理は、中間焼鈍処理と同様に、急速加熱、短時間保持、急冷により行なう。加熱温度は、450℃未満ではストレッチャーストレインマークの発生が顕在化し、ランクフォード値 $r$ の異方性が大きくなり、逆に540℃を越えると、結晶

粒の粗大化を招くので、450～540℃に限定した。なお、好ましくは490～520℃とする。この温度にまで加熱する加熱速度は、10℃/秒以上とするのが望ましい。この範囲で急速加熱することにより結晶粒微細化の効果があるためである。一方、10℃/秒未満では、結晶粒が粗大となるので、上記範囲が望ましい加熱速度である。

【0021】上記温度に加熱した後の保持時間は、上記のとおり30秒以内であるが、これは、30秒を越えて保持すると、結晶粒が粗大になるためである。また、所定温度に保持した後の急冷では、20～100℃/秒の冷却速度で冷却するのが望ましい。この範囲で急冷することによりストレッチャーストレインマークが発生しない形状の良板が得られる。一方、20℃/秒未満では、ストレッチャーストレインマークが発生し、また100℃/秒を越えると板の形状が悪化するので、上記範囲が望ましい冷却速度である。

#### 【0022】

【実施例】表1に示す成分組成のアルミニウム合金を常法に従って溶製し、DC castingして600mm×1300mm×3000mmの鋳塊とした。この鋳塊に510℃で16hrの均質化処理を行ない、熱間圧延により7mm厚さの板とした。この後表2に示される条件で冷間圧延→中間焼鈍→冷間圧延→最終焼鈍を施した。なお、発明法の中間焼鈍、発明法及び比較法の最終焼鈍では、20℃/秒の加熱速度で急速加熱し、10秒保持後、25℃/秒の冷却速度で急冷した。一方、比較法の中間焼鈍では、所定温度まで徐々に昇温し(0.03℃/秒)、2時間保持した後、徐冷(0.02℃/秒)した。このようにして得られた板について、圧延方向に対し、平行、45°、90°の三方向の機械的性質、ランクフォード値 $r$ およびLDR、エリクセン値、結晶粒径を調べた。この結果を表3に示した。なお、表中には、ランクフォード値が0.90未満のものに×印、0.90以上のものに○印を記し、LDRが2.10未満のものに×印、2.10以上のものに○印を記し、エリクセン値が9.7未満のものに×印、9.7以上のものには○印を記した。

#### 【0023】

【表1】

合金 No.		アルミニウム合金組成 (重量%)								
		Mg	Cu	Mn	Ti	Zn	B	Be	Fe	Si
発 明 合 金	1	5.0	0.21	0.09	—	—	0.002	0.0005	0.07	0.05
	2	4.9	0.22	—	0.04	—	0.002	0.0005	0.07	0.05
	3	5.0	0.20	—	0.08	—	0.002	0.0005	0.07	0.05
	4	5.0	0.21	0.06	0.05	—	0.002	0.0005	0.07	0.04
	5	5.0	0.21	0.09	0.01	0.20	0.002	0.0005	0.07	0.05
	6	5.0	0.22	—	0.05	0.40	0.002	0.0004	0.07	0.04
比 較 合 金	7	3.5	0.20	0.08	0.01	—	0.002	0.0004	0.06	0.04
	8	6.5	0.20	0.09	0.01	—	0.002	0.0005	0.07	0.04
	9	4.9	0.05	0.08	0.01	—	0.002	0.0005	0.06	0.05
	10	5.0	0.35	0.08	0.01	—	0.002	0.0004	0.07	0.04
	11	4.9	0.21	0.08	0.01	0.72	0.002	0.0005	0.07	0.05
	12	4.9	0.21	0.04	0.01	—	0.002	0.0005	0.07	0.04
	13	5.0	0.21	0.14	0.01	—	0.002	0.0005	0.07	0.05
	14	5.0	0.21	—	0.12	—	0.002	0.0005	0.07	0.05

試験No.		合金 種別	第1冷間圧延 の冷間加工率 (%)	中間焼鈍条件		第2冷間圧延 の冷間加工率 (%)	最終焼鈍条件	
				加熱温度	保持時間		加熱温度	保持時間
実 施 例	1	1	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	2	2	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	3	3	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	4	4	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	5	5	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	6	6	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	7	1	85	540℃	10 s	8	540℃	20 s
	8	1	85	540℃	20 s	8	540℃	10 s
	9	1	85	480℃	20 s	8	540℃	20 s
	10	1	85	540℃	20 s	12	540℃	20 s
比 較 例	11	7	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	12	8	—	—	—	—	—	—
	13	9	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	14	10	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	15	11	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	16	12	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	17	13	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	18	14	85	540℃	20 s	8	540℃	20 s
	19	1	85	400℃	2 h r	8	540℃	20 s
	20	1	85	350℃	2 h r	8	540℃	20 s
	21	1	85	540℃	40 s	8	540℃	20 s
	22	1	85	540℃	20 s	8	540℃	40 s
	23	1	85	540℃	20 s	4	540℃	20 s
	24	1	85	540℃	20 s	16	540℃	20 s

試験材 No.		引張強さ (MPa)	耐 力 (MPa)	r 値		LDR		エリクセン 値		結晶粒径 (μm)
実 施 例	1	2 8 2	1 1 0	0.94	○	2.10	○	9.7	○	4 6
	2	2 8 0	1 0 9	0.94	○	2.10	○	9.8	○	4 5
	3	2 8 1	1 0 9	0.95	○	2.10	○	9.7	○	4 0
	4	2 8 2	1 1 0	0.95	○	2.10	○	9.8	○	4 3
	5	2 8 3	1 1 1	0.94	○	2.10	○	9.7	○	4 5
	6	2 8 3	1 1 0	0.95	○	2.10	○	9.8	○	4 4
	7	2 8 3	1 1 1	0.95	○	2.10	○	9.9	○	4 1
	8	2 8 3	1 1 2	0.95	○	2.10	○	9.8	○	4 3
	9	2 8 5	1 1 3	0.95	○	2.10	○	9.7	○	4 2
	10	2 8 4	1 1 1	0.92	○	2.10	○	9.7	○	4 3
比 較 例	11	2 3 3	8 9	0.83	×	1.95	×	9.2	×	4 7
	12	—	—	—	—	—	—	—	—	—
	13	2 6 5	1 0 3	0.84	×	1.95	×	9.4	×	5 0
	14	2 9 2	1 1 7	0.95	○	2.10	○	9.4	×	4 2
	15	2 8 3	1 1 1	0.92	○	2.05	×	9.4	×	4 4
	16	2 7 9	1 0 9	0.90	○	2.00	×	9.4	×	5 5
	17	2 8 7	1 1 4	0.96	○	2.15	○	9.1	×	3 7
	18	2 8 2	1 1 0	0.94	○	2.10	○	9.0	×	3 7
	19	2 7 5	1 0 5	0.95	○	2.05	×	9.0	×	4 8
	20	2 7 3	1 1 0	0.94	○	2.10	○	9.2	×	4 0
	21	2 7 8	1 0 8	0.95	○	2.05	×	9.3	×	5 0
	22	2 7 9	1 0 9	0.94	○	2.05	×	9.4	×	5 2
	23	2 7 9	1 0 7	0.98	○	2.05	×	9.3	×	5 6
	24	2 8 5	1 1 2	0.89	×	2.05	×	9.7	○	4 0

【0026】表3から明らかなように、本発明の方法によれば、r 値、LDR、エリクセン値とも高い値が得られており、深絞り性、張出し性に優れており、その他の機械的性質においても優れていた。一方、本発明の範囲外の合金を用いた試験片では、本発明の工程にしたがって製造した場合でも、r 値とエリクセン値の一方、または両方が劣っている。なお、比較材12については加工性が悪く、圧延時に割れが生じたため、評価試験は行なわなかった。また、比較法の間焼鈍を採用したものは、r 値は良好であるものの、エリクセン値に劣っている。さらに第2の冷間圧延の加工率が発明法の上限を越えたものでは、r 値が低下していた。

【0027】

【発明の効果】以上説明したように、本発明の成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法は、特定組成のアルミニウム合金を熱間圧延後、冷間加工率を50%以上に制御した第1の冷間圧延を行い、さらに450～540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する中間焼鈍を行なった後、冷間加工率を5～14%に制御した第2の冷間圧延を行い、その後450～540℃に急速加熱し、30秒以内保持後急冷する最終焼鈍を行なうので、深絞り性、張出し性ともに非常に優れた高強度アルミニウム合金板が得られ、自動車用ボディ材を始めとする、厳しい成形性が求められる用途に好適な軽量の成形用板材が得られる効果がある。